

Approved For Release STAT  
2009/08/19 :  
CIA-RDP88-00904R000100120

Dec 1

Approved For Release  
2009/08/19 :  
CIA-RDP88-00904R000100120



Вторая Международная конференция  
Организации Объединенных Наций  
по применению атомной энергии  
в мирных целях

A/CONF/15/P/2230  
USSR  
ORIGINAL: RUSSIA

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УРАНА,  
ПЛУТОНИЯ И ИХ СПЛАВОВ.

Конобеевский С.Т., Займовский А.С., Левитский Б.М.,  
Сокурский Ю.Н., Чеботарев Н.Т., Бобков Д.В., Егоров П.П.,  
Николаев Г.Н., Иванов А.А.

В В Е Д Е Н И Е.

Развитие ядерной техники привело к появлению новых материалов, используемых в качестве ядерного горючего. В большинстве случаев физические свойства их не известны.

Тепловыделяющие элементы в реакторах работают в режиме интенсивного тепловыделения, подвергаются воздействию термоупругих напряжений, циклическому изменению температуры, действию облучения и т.д. Поэтому необходимо знать основные физические свойства материалов, используемых для изготовления тепловыделяющих элементов.

В процессе исследования материалов для сердечников тепловыделяющих элементов было получено большое число данных о свойствах урана, плутония и их сплавов. Некоторые из них представлены в этом докладе.

I. НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО  
ПЛУТОНИЯ.

Исследование физических свойств плутония посвящено значительное количество работ. Опубликованные данные представлены в обзорах /1/, /2/. В докладе приводятся некоторые дополнительные сведения о физических свойствах плутония.

а. Теплоты фазовых превращений.

Данных о теплотах фазовых превращений плутония в литературе нет, за исключением данных о теплоте  $\alpha$  -  $\beta$  превращения /1/.

Были исследованы скрытые теплоты фазовых превращений плутония. Исследования проводились в дифференциальном вакуумном калориметре.

Результаты этих исследований представлены в табл. I.

Таблица I.

Теплоты и температуры фазовых превращений плутония.

Фазовый переход	$\alpha$ - $\beta$	$\beta$ - $\gamma$	$\gamma$ - $\delta$	$\delta$ - $\delta$	$\delta$ - $\epsilon$	$\epsilon$ - $\epsilon$
Температура превращения, $^{\circ}\text{C}$	122	211	315	440	460	635
Скрытая теплота превращения, кал/г	$3,2 \pm 0,5$	$0,7 \pm 0,1$	$0,8 \pm 0,1$	$0,0$	$1,6 \pm 0,3$	$3,3 \pm 0,5$

Приведенные в таблице данные для  $\alpha$  -  $\beta$  превращения с точностью до ошибки эксперимента согласуются с приведенными в литературе /1/.

б. Упругие свойства плутония.

Упругие свойства плутония определялись резонансным методом при комнатной температуре.

Определение модуля Юнга  $E$  и модуля сдвига  $G$  производилось на образце  $\alpha$ -плутония, полученного выдавливанием при  $230^{\circ}$ . Получены следующие значения констант упругости:

$$E = 9,1 \cdot 10^3 \text{ кг/мм}^2;$$

$$G = 3,8 \cdot 10^3 \text{ кг/мм}^2.$$

Вычисленное по этим данным значение коэффициента Пуассона  $\mu$  оказалось равным 0,21.

в. МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ПЛУТОНИЯ И УРАНА.

Магнитная восприимчивость металлических плутония и урана исследовалась неоднократно / см. например /3/, /4/, /5/ /. Однако, восприимчивость их сплавов с другими элементами изучена мало.

- 3 -

В связи с этим исследовалась магнитная восприимчивость интерметаллических соединений Ru и U с другими элементами. Восприимчивость определялась по силе, действующей на образец в неоднородном магнитном поле, по обычной методике. Результаты исследования некоторых из систем сплавов приведены ниже.

Магнитная восприимчивость ряда интерметаллических соединений плутония с Co, Ni и Mn представлена в таблице 2<sup>x)</sup>, а концентрационная зависимость магнитной восприимчивости на рис. I. Как видно из этого рисунка атомная восприимчивость соединений с большой концентрацией Ni и Co велика и резко убывает по мере увеличения содержания плутония в соединениях. Такое изменение можно объяснить исчезновением собственного магнитного момента никеля и кобальта за счет электронов плутония, входящих в 3-d оболочку этих металлов. Это явление аналогично наблюдавшейся ранее закономерности в серии твердых растворов Ni - Cu, Ni - Zn, Ni - Al и др./6/, а также в системе Ru - U /7/.

Для уничтожения магнитного момента кобальта требуется больше атомов плутония, чем для никеля. Это согласуется с тем, что Co имеет больше незаполненных 3-d-уровней, и означает, что Ru в ряду этих интерметаллических соединений отдает в 3-d -полосу примерно постоянное количество электронов. Рост восприимчивости при переходе к соединениям более богатым плутонием связан с влиянием магнитного момента плутония.

Зависимость обратной восприимчивости /  $\chi_g$  / соединений плутония с Co, Ni и Mn от температуры показана на рис. 2. Восприимчивость этих соединений слабо зависит от температуры, что связано, повидимому, с сильным обменным взаимодействием между атомами.

На рис. 3 представлена зависимость восприимчивости сплавов плутония с цирконием от концентрации циркония.

Восприимчивость б-фазы сплавов Ru - Zr уменьшается пропорционально концентрации циркония. Восприимчивость интерметаллического соединения Ru<sub>6</sub>Zr существенно / в 1,4 раза / больше

<sup>x)</sup> В таблице 2 для сравнения представлены также значения парамагнитной восприимчивости плутония при 20° и Ni при 500°, то есть выше температуры Кюри.

Таблица 2.Парамагнитная восприимчивость соединений плутония  
с Со, Ni и Mn.

№ п/п	Соединение	Структура	Парамагнитная восприимчивость при 20°C	
			Массовая, $X_g \cdot 10^6$ е.м.е.г-1	Атомная <sup>x)</sup> $X_a \cdot 10^6$ е.м.е.г-ат-1
I	Pu ( $\alpha$ )	ромбич.	2,4	570
2	Pu <sub>6</sub> Co	о.ц.тетраг., тип U <sub>6</sub> Mn	2,3	490
3	Pu <sub>3</sub> Co	-	2,5	480
4	Pu <sub>2</sub> Co	гекс. тип Fe <sub>2</sub> P	2,4	430
5	Pu Co <sub>2</sub>	г.ц.к. тип Mg Cu <sub>2</sub>	10,5	1250
6	Pu Ni	-	2,4	490
7	Pu Ni <sub>2</sub>	г.ц.к. тип Mg Cu <sub>2</sub>	1,9	220
8	Pu Ni <sub>3</sub>	-	2,7	280
9	Pu Ni <sub>4</sub>	-	3,6	350
10	Pu Ni <sub>5</sub>	гекс.	4,8	430
II	Pu <sub>2</sub> Ni <sub>17</sub>	гекс. тип Th <sub>2</sub> Ni <sub>17</sub>	15,4 <sup>xx)</sup>	1200
II2	Ni /500°/	г.ц.к.	45	2620
II3	Pu Mn <sub>2</sub>	г.ц.к. тип Mg Cu <sub>2</sub>	7,8	930

x)  $X_a$  восприимчивость в среднем на гр.атом вычислена по формуле  $X_a = X_g (\alpha A + \beta B)$ , где выражение в скобках представляет средний атомный вес.

xx) Определена по восприимчивости сплава Pu Ni<sub>5</sub>+Pu<sub>2</sub> Ni<sub>17</sub>.

восприимчивости  $\delta$ -фазы аналогичного состава.

Восприимчивость интерметаллических соединений урана с кобальтом, никелем и марганцем приведена в таблице 3.

Восприимчивость соединений урана с алюминием в исследованном интервале температур достаточно хорошо подчиняется закону Кюри-Вейсса

Таблица 3.Парамагнитная восприимчивость соединений урана  
с **Со**, **Ni** и **Mn**.

№ п/п	Соединение	Структура	Парамагнитная восприимчивость при 20°С.	
			Массовая, $X_a \cdot 10^6$ е.м.е.г-1	Атомная, $X_a \cdot 10^6$ е.м.е.г-ат.1
1	U (α)	ромбич.	1,72	410
2	U <sub>6</sub> Co	о.ц.тетраг. тип U <sub>6</sub> Mn	~ 2 <sup>xx</sup> )	~ 420
3	U Co	о.ц.к.	2,3	320
4	U Co <sub>2</sub>	Г.ц.к., тип Cu <sub>2</sub> Mg 3,2		380
5	U <sub>6</sub> Ni	о.ц.тетраг. тип U <sub>6</sub> Mn	~ 2	~ 420
6	U <sub>7</sub> Ni <sub>9</sub>	-	2,2	310
7	U Ni <sub>2</sub>	гексагон., тип Mg Zn <sub>2</sub>	2,6	340
8	U <sub>6</sub> Mn	о.ц.тетрагон. тип Cu <sub>2</sub> Mg	~ 2 <sup>xx</sup> )	~ 420
9	U Mn <sub>2</sub>	Г.ц.к., тип Cu <sub>2</sub> Mg	~ 6 <sup>xx</sup> )	~ 700

x) Данные Кэуфмана и Гордона /8/.

xx) Определен $\bar{a}$  по восприимчивости сплава. U<sub>6</sub> Mn + U Mn<sub>2</sub>.

Значения восприимчивости этих соединений, постоянные Юри и вычисленные по этим постоянным значения магнитного момента приведены в табл. 4.

Полученные значения магнитных моментов показывают, что уран в этих интерметаллических соединениях находится, по-видимому, в четырехвалентном состоянии.

В таблице 5 приведены данные, характеризующие магнитную восприимчивость соединений U Be<sub>13</sub> и Ru Be<sub>13</sub>. Восприимчивость этих соединений также подчиняется закону Юри-Вейсса со сравнительно небольшой величиной постоянной  $\Phi$  /70-80°К/, характеризующей так называемое молекулярное поле. Такая температурная зависимость восприимчивости у этих соедине-

Таблица 4.

Параметрическая восприимчивость интерметаллических соединений урана с алюминием.

Соеди- нение	Структура	Параметрическая воспри- имчивость при 20°.	Исследуе- мый интер- вал тем- ператур, °C	Температурная зависимость восприимчивос- ти.	Магнит- ный мо- мент х Мв	Ва- лент- ность урана.
	Массовая, атомная, $X_a \cdot 10^6$ е.м.е.г.-1	$X_a \cdot 10^6$ е.м.е.г.-1				
U Al <sub>2</sub>	Г.ц.к. $a = 7.811 A^0$ тип Cu <sub>2</sub> Mg	8,43	2460	20-800	$X_g \cdot 10^6 = \frac{3820}{T+150}$	3,0
U Al <sub>5</sub>	кубич. $a=4,827 A^0$ тип Au Cu <sub>3</sub>	4,85	1540	20-800	$X_g \cdot 10^6 = \frac{4580}{T+700}$	3,5
U Al <sub>4</sub>	ромбич. $a=4,41 A^0$ $b=0,27 A^0$ $c=13,71 A^0$	6,14	2120	20-50	$X_g \cdot 10^6 = \frac{3760}{T+320}$	3,2

Х) магнитный момент урана вычислялся без введения поправок на диамагнетизм ионов U и Al.

- 7 -

ний связана, по-видимому, с тем обстоятельством, что атомы плутония и урана в решетке  $\text{Pu Be}_{13}$  и  $\text{U Be}_{13}$  находятся на значительном расстоянии друг от друга и взаимодействие между ними в результате этого ослабляется.

Таблица № 5.

Соединение	Массовая восприимчивость при $20^{\circ}$ , $X_g \cdot 10^6$ а.е.е.г. -1	Температурная зависимость восприимчивости	Магнитный момент урана и плутония, $M_B$
$\text{U Be}_{13}$	12,0	$X_g \cdot 10^6 = \frac{4350}{T+70}$	3,5
$\text{Pu Be}_{13}$	2,4 <sup>x)</sup>	$X_g \cdot 10^6 = \frac{900}{T+80}$	1,7

<sup>x)</sup> Значения па рамагнитной восприимчивости  $\text{Pu Be}_{13}$  получены на образцах, содержащих некоторое количество ферромагнитной примеси, влияние которой исключалось соответствующей поправкой.

Исследование магнитных свойств соединений плутония с железом показало, что соединение  $\text{Pu Fe}_2$  ферромагнитно. Зависимость намагниченности  $\text{Pu Fe}_2$  от температуры дана на рис.4, из которого видно, что температура Кюри этого соединения равна  $360^{\circ}\text{C}$ . Получены также кривые намагничивания, одна из которых приведена на рис.5. Намагниченность насыщения этого соединения равна 1020 гаусс/моль.

Соединение  $\text{Pu Fe}_2$  изоморфно с соединением  $\text{U Fe}_2$ . Интересно то, что оба эти соединения ферромагнитны. О ферромагнетизме соединения  $\text{U Fe}_2$  сообщалось Кауфманом и Гордоном /8/. Авторами данной работы также были изучены магнитные свойства этого соединения.

Установлено, что температура Кюри этого соединения равна  $-80^{\circ}$ , построены кривые намагничивания, одна из них показана на рис.6.

III. НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
МЕТАЛЛИЧЕСКОГО УРАНА.

Физические свойства урана изучены довольно подробно. Опубликовано большое число работ, имеется также ряд обзоров/см., например, /9/, /10/. В докладе приводятся некоторые новые данные о свойствах металлического урана.

a) Термическое расширение.

Наряду с данными о коэффициентах термического расширения  $\alpha$ -урана, о которых имеется ряд публикаций /9/, /11/, были получены также данные о термическом расширении  $\alpha$ -фазы сплавов урана с плутонием.

На рис.7 и в таблице 6 сопоставляются результаты для  $\alpha$ -урана и  $\alpha$ -фазы сплава урана с 15% ат. Ru. Растворение в решетке  $\alpha$ -урана атомов плутония приводит к такому же изменению осевых периодов, как и повышение температуры - период по осям а и с возрастает, по оси  $\nu$  - убывает. Добавка плутония увеличивает также анизотропию термического расширения  $\alpha$ -фазы. Отрицательный коэффициент термического расширения по оси  $\nu$  -  $\alpha_\nu$  увеличивается по своей абсолютной величине.

Таблица 6.

Средние коэффициенты термического расширения  $\alpha$ -урана и  $\alpha$ -фазы сплава урана с 15% ат.плутония.

	Интервал температур, $^{\circ}\text{C}$	$\alpha_a \times 10^6$	$\alpha_\nu \times 10^6$	$\alpha_c \times 10^6$
$\alpha$ - U	20-300	$28,8 \pm 1$	$-0,4 \pm 1$	$23,5 \pm 1$
	20-500	$32,9 \pm 1$	$-6,3 \pm 1$	$27,6 \pm 1$
$\alpha$ -фаза сплава урана с 15% ат.плутония.	20-300	$30 \pm 4$	$-8 \pm 4$	$29 \pm 4$
	20-400	$32 \pm 4$	$-12 \pm 4$	$32 \pm 4$

Обработка кривых, показанных на рис.7, методом наименьших квадратов для интервала  $0-500^{\circ}$  привела к следующим выражениям для периодов решетки  $\alpha$ -урана:

- 9 -

$$a = 2,852 / I + 2I,7 \cdot 10^{-6} T + 2,2 \cdot 10^{-8} T^2;$$

$$b = 5,865 / I + 8,5 \cdot 10^{-6} T - 2,8 \cdot 10^{-8} T^2;$$

$$c = 4,953 / I + 16,7 \cdot 10^{-6} T + 2,1 \cdot 10^{-8} T^2;$$

и для сплава урана с 15% ат.плутония:

$$a = 2,861 / I + 26,2 \cdot 10^{-6} T + 1,4 \cdot 10^{-8} T^2;$$

$$b = 5,859 / I + 1,9 \cdot 10^{-6} T - 3,0 \cdot 10^{-8} T^2;$$

$$c = 4,956 / I + 25,2 \cdot 10^{-6} T + 1,6 \cdot 10^{-8} T^2,$$

где  $a, b, c$  - периоды решетки  $\alpha$ -фазы в  $\text{\AA}$  и  $T$  - температура в  $^{\circ}\text{C}$ .

При исследовании коэффициента термического расширения  $\alpha$ -урана было обнаружено, что соотношение интенсивностей некоторых дифракционных линий  $\alpha$ -урана при повышении температуры изменяется.

На рис.8 показаны микрофотометрические кривые группы линий, полученные с рентгенограмм  $\alpha$ -урана, снятых на никелевом излучении при  $20$  и  $500^{\circ}$ . Замер и сравнение площадей отдельных максимумов / очерченных пунктирными линиями / с учетом того, что интенсивности линий /I35/ и /33I/ должны быть всегда равными, подтвердили, что интенсивность линий /063/ возрастает по отношению к интенсивности линий /I35/ и /33I/.

Учет всех факторов, влияющих на интенсивность, показал, что изменение интенсивности связано с изменением структурного фактора. В  $\alpha$ -уране /I2/ структурный фактор определяется выражениями:

$$F = 4 f \sin 2\pi ky \quad \text{при } k \text{ нечетном};$$

$$F = 4 f \cos 2\pi ky \quad \text{при } k \text{ четном},$$

где  $f$  - атомный фактор.

Изменение структурного фактора может быть вызвано только изменением внутреннего параметра у решетки  $\alpha$ -урана.

Вычисления показали, что при повышении температуры от  $20^{\circ}$  до  $500^{\circ}$  внутренний параметр у  $\alpha$ -урана возрастает от

$$y = 0,107 \pm 0,003 \text{ до } y = 0,115 \pm 0,003 / \text{при } 500^{\circ}/.$$

Решетку  $\alpha$ -урана можно рассматривать как искаженную гексагональную решетку, сильно вытянутую в направлении оси  $b$  /рис.9/. Соотношение  $b/a$  у  $\alpha$ -урана равно 2,056, что на 16% больше соответствующего соотношения орторомбических осей у гексагональной решетки. Атомы промежуточных слоев / атомы II и IV на рис.9 / так-

- 10 -

же смешены из тех положений, в которых они должны находиться в компактной гексагональной решетке / эти положения на рис.9 обозначены точкой Р /.

Уменьшение периода по оси  $b$  и рост внутреннего параметра с увеличением температуры увеличивают сходство решетки  $\alpha$ -урана с компактной гексагональной решеткой и уменьшают различие межатомных расстояний в решетке  $\alpha$ -урана. Представляет особый интерес то, что такие же изменения периодов решетки  $\alpha$ -урана вызывает растворение в ней инородных атомов, например, плутония /см. выше/ и молибдена /см. следующий раздел/. По-видимому и повышение температуры, и введение в решетку  $\alpha$ -урана инородных атомов уменьшает тенденцию к образованию ковалентных связей и решетка урана приближается к более симметричной.

#### б. Модуль упругости и внутреннее трение урана.

Модуль упругости измерялся резонансным методом. Образцы вытачивались из урана, отожженного в  $\gamma$ -фазе. После механической обработки образцы отжигались в  $\alpha$ -фазе для снятия остаточных напряжений. Изменение модуля нормальной упругости одного из образцов  $\alpha$ -урана с температурой показано на рис.10.

На этом же рисунке показана температурная зависимость внутреннего трения урана. Внутреннее трение определялось по времени затухания поперечных колебаний частотой 800-1180 Гц. Видимый на рис.10 максимум внутреннего трения обусловлен фазовым превращением. Увеличение внутреннего трения выше 350 связано, по-видимому, с пластичностью границ зерен. Эти данные согласуются с наблюдавшимся микроскопически переходом при  $300-350^{\circ}$  от деформации по телу зерна к деформации по границе, а также с резким увеличением выше этой температуры скорости ползучести урановых образцов с мелким зерном /13/. По-видимому, эквикохезионная температура  $\alpha$ -урана лежит в области  $300-350^{\circ}$ .

#### в. Теплопроводность.

Теплопроводность урана определялась стационарным относительным методом в интервале температур  $100-500^{\circ}$ . Исследование показало, что теплопроводность образцов, изготовленных по различным технологиям, существенно не различается.

- II -

На рис. II показана теплопроводность литого урана, урана, закаленного из  $\gamma$ -области, и урана, полученного из порошка горячим прессованием. Теплопроводность металлокерамического урана с плотностью 18,7 г/см<sup>3</sup> практически совпадает с данными для урана, полученного другими методами, а теплопроводность образцов с плотностью 18,0 и 18,13 г/см<sup>3</sup> оказалась заметно ниже.

IV. СТРУКТУРА И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ УРАНА С МОЛИБДЕНОМ.

а) Диаграмма состояния уран-мolibден.

Исследование системы уран-мolibден посвящено большое количество работ. Впервые диаграмма состояния уран-мolibден была опубликована Пфейлем /14/. Эта диаграмма в основном правильно отражала характер и границы высокотемпературных областей. Области же, связанные с низкотемпературными превращениями, на ней отсутствовали. Характер низкотемпературных превращений, испытываемых  $\gamma$ -фазой в этих сплавах, позднее изучался рядом исследователей /15/, /16/, /17/. Однако, представленные в работах /15/, /16/ диаграммы состояния существенно различаются между собой в отношении характера распада  $\gamma$ -фазы.

На рис. I2 приведена диаграмма состояния уран-мolibден, полученная авторами настоящего доклада.

Установлено, что максимальная растворимость мolibдена в  $\gamma$ -фазе урана при 900° составляет около 37 ат.%. При этом значение периода решетки  $\gamma$ -фазы при комнатной температуре изменяется в зависимости от содержания мolibдена в соответствии с уравнением  $a = 3,481 - 0,00333C / \text{\AA}$ , где C - концентрация мolibдена в ат.процентах. Максимальная растворимость мolibдена в  $\beta$ -урене составляет 3 ат.% при 635°.

Некоторое количество молибдена / до 2,4 ат.% / может растворяться в  $\alpha$ -фазе урана. На рис. I3 приведена зависимость периодов решетки  $\alpha$ -урана от содержания в сплаве молибдена. Растворение молибдена приводит к значительному уменьшению периода по оси b, в то время как периоды по осям a и c изменяются сравнительно мало. Эти изменения аналогичны описанным выше изменениям периодов решетки  $\alpha$ -фазы урана при растворении в ней плутония.

При температуре 560°  $\gamma$ -фаза испытывает эвтектоидный рас-

- 12 -

пад  $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$  ( $U_2 Mo$ ). Концентрация эвтектоидной точки соот-  
ветствует  $\sim 21,6\%$  ат. молибдена.

Фаза  $U_2 Mo$  имеет структуру типа  $Cr_2 Al_0$  с периодами тетра-  
гональной решетки  $a = 3,420 \text{ \AA}$  и  $C = 9,859 \text{ \AA}$ . Элементарная ячейка  
этой фазы является утроенной по высоте ячейкой  $\gamma$ -урана. Поло-  
жение атомов в решетке  $\gamma'$ -фазы отвечает упорядоченному распо-  
ложению атомов урана и молибдена. На каждые 4 слоя атомов урана  
приходится 2 слоя атомов молибдена. Координаты атомов следующие:

2 Mo: 000;  $1/2, 1/2, 1/2$ .

4 U: 00z; 00 $\bar{z}$ ;  $1/2, 1/2, 1/2 +z$ ;  
 $1/2, 1/2, 1/2 -z$ .

Внутренний параметр решетки  $z$  равен  $0,329 \pm 0,002$ .

Аналогичные данные о структуре  $\gamma'$ -фазы получены Хэлтманом /18/.

На диаграмме состояния фаза  $U_2 Mo$  имеет сравнительно не-  
большую область гомогенности. Отклонение от стехиометрического  
состава в сторону увеличения содержания молибдена вызывает рез-  
кое нарушение упорядоченности структуры, в результате чего ре-  
шетка приближается к кубической.

Если степень отклонения решетки  $\gamma'$ -фазы от кубической  $\gamma$ -фазы  
характеризовать величиной  $\alpha = \frac{a-c/3}{a}$ , то в результате указан-  
ных выше изменений величина  $\alpha$  будет уменьшаться /рис.  
14/. Процесс разупорядочения происходит также с повышением  
температуры выше  $560-575^\circ$  /рис.15/. При температуре  $615^\circ$  процесс  
разупорядочения полностью заканчивается.

#### б. Текстура $\gamma$ -фазы в сплавах урана с молибденом.

Исследование проводилось на фольге сплава урана с 9% вес.  
молибдена, полученной путём холодной прокатки с обжатием 97,6%.  
В результате исследований была построена полюсная фигура, при-  
веденная на рис.16. Соответствующие идеальные ориентировки по-  
казаны в табл.7.

Текстура  $\gamma$ -фазы в сплаве урана с 9 вес.% молибдена в основ-  
ном аналогична текстуре холоднокатаного  $\alpha$ -железа.

Таблица 7.

Ориентировки кристаллов  $\gamma$ -фазы в холоднокатанной фольге сплава урана с молибденом.

№ ориентировки	Степень выраженности ориентировки	Плоскость, совпадающая с плоскостью прокатки	Направление, совпадающее с направлением прокатки.	Направление перпендикулярное направлению прокатки /поперечное направление/
I	Сильная	(001)	/110/	/110/
2	Сильная	(112)	/110/	/111/
3	Слабая	(111)	/112/	/110/

в. Кристаллографические ориентировки при распаде  $\gamma$ -фазы в сплаве урана с молибденом.

С целью определения кристаллографических ориентировок  $\alpha$ -фазы урана и фазы  $U_2Mo$  относительно исходной  $\gamma$ -фазы при её эвтектоидном распаде фольга из сплава с 9% вес.моля молибдена, имевшая указанную выше текстуру, подвергалась отжигу при  $500^{\circ}$  в течение 50 час. Рентгенографическое исследование продуктов эвтектоидного распада показало, что они также обладают преимущественной ориентировкой. Сопоставление их ориентировок с исходной ориентировкой кристаллов  $\gamma$ -фазы, проведенное с помощью стереографических проекций, и анализ расположения атомов в соответствующих атомных плоскостях  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз урана и  $U_2Mo$  позволили установить характер сопрягающихся атомных плоскостей при эвтектоидном распаде  $\gamma \rightarrow \alpha + U_2Mo$ . Выбор сопрягающихся атомных плоскостей производился с учетом принципа, согласно которому минимум поверхностной энергии обеспечивается при максимальном сходстве в расположении атомов на сопрягающихся гранях старой и новой фаз. Были установлены следующие взаимные ориентировки фаз при эвтектоидном распаде:

I Взаимная ориентировка  $\gamma$ -фазы и  $U_2Mo$ .

$$(001) U_2Mo \text{ II } (001) \gamma ; \\ /100/ U_2Mo \text{ II } /100/ \gamma .$$

- I4 -

П Взаимная ориентировка  $\gamma$ -фазы и  $\alpha$ -фазы урана

$(100)\alpha$  II  $(112)\gamma$  или  $(100)\alpha$  II  $(112)\gamma$  ;  
 $/100/\alpha$  II  $/111/\gamma$   $/012/\alpha$  II  $/111/\gamma$  ;

Из приведенных данных следует, что фаза  $U_2$  Mo сохраняет ориентировку исходных кристаллов  $\gamma$ -фазы. Эта фаза возникает в результате перераспределения атомов в исходной решетке и возникновения упорядоченного их расположения в тех участках решетки, где концентрация отвечает составу  $U_2$  Mo.

Г. Кристаллография фазового превращения сплава урана с 0,6 % вес.мolibдена.

Взаимная ориентировка при равновесном фазовом переходе  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  в сплаве урана с 0,6 % вес.мolibдена определялась на холоднокатаной фольге, которая имела типичную текстуру  $\alpha$ -урана. Эта фольга была подвергнута закалке от температуры  $670^{\circ}$  с времем выдержки при этой температуре около 1 минуты с целью воспрепятствовать росту зерна  $\beta$ -фазы. Зафиксированное таким образом состояние  $\beta$ -фазы также характеризовалось преимущественной ориентировкой кристаллов, сопоставление которой с исходной текстурой  $\alpha$ -фазы аналогично предыдущему случаю позволило установить взаимную ориентировку кристаллов  $\alpha$ -и  $\beta$ -урана:

$(100)\alpha$  II  $(001)\beta$  ;  
 $/012/\alpha$  II  $/110/\beta$  .

Полученные данные отличаются от приведенных в литературе сведений относительно кристаллографических ориентировок при низкотемпературном мартенситном превращении переохлажденной  $\beta$ -фазы урана в  $\alpha$ -фазу в сплавах урана с хромом /19/. Возможно, что это связано с различием температурных интервалов, в которых производилось исследование превращения, и с неодинаковым влиянием добавок.

д. Некоторые физические свойства сплавов урана с молибденом.

Исследование физических свойств сплавов урана с молибденом производилось на сплавах, содержащих различное количество молибдена. Определялись упругие свойства, теплопроводность, термическое расширение и др. свойства.

2851-62

- 15 -

В докладе в качестве примера приведены некоторые данные о физических свойствах сплава с 9% вес.мolibдена.

На рис.17 показана температурная зависимость модуля нормальной упругости этого сплава. Модуль упругости определялся резонансным методом на образцах, подвергнутых гомогенизирующему отжигу в  $\gamma$ -фазе, и на образцах, отожженных ниже температуры эвтектоидного превращения. Модуль нормальной упругости  $\gamma$ -фазы этого сплава значительно ниже модуля нормальной упругости чистого  $\alpha$ -урана. После продолжительного отжига ниже температуры эвтектоидной горизонтали модуль упругости сплава увеличивается из-за распада  $\gamma$ -фазы, приводящего к образованию зерен  $\alpha$ -фазы.

На рис.18 приведена кривая, характеризующая изменение теплопроводности сплава с 9% вес. Mo в зависимости от температуры. На этом же рисунке приведены данные С.Т.Конобеевского и др./20/ о температурной зависимости электропроводности и вычисленные по этим экспериментальным данным значения числа Лорентца. Как видно из этого рисунка, для этого сплава закон Видемана-Франца выполняется, изменение числа Лорентца в исследованном интервале температур сравнительно невелико.

Коэффициент термического расширения сплава с 9% вес.мolibдена в интервале 20-500<sup>0</sup> изменяется в соответствии с уравнением

$$\alpha = 11,5 \cdot 10^{-6} + 0,28 \cdot 10^{-8} T;$$

где T-температура в <sup>0</sup>C.

Средние значения коэффициента теплового расширения в интервалах 20-300<sup>0</sup> и 20-500<sup>0</sup> равны  $12,0 \cdot 10^{-6}$  и  $12,3 \cdot 10^{-6}$  соответственно.

- 16 -

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Coffinberry E. *Progr. in Nuclear Energy*, V, 1. Metallurgy and Fuels. 1956.
2. Bagley K.Q. *Nucl. Engng.*, 2, 461-468 (1957).
3. Конобеевский С.Т. "Диаграммы состояния некоторых систем на основе плутония". Доклад на сессии АН СССР по мирному использованию атомной энергии. Заседание отделения химических наук. Москва (1955) (стр.362).
4. Dawson J.K. *Journ. Chem. Soc.*, Oct., 3393 (1954).
5. Bats L., Hughes D. *Proc. Phys. Soc.*, B 67, 28-38 (1954).
6. Дорфман Я.Г. Магнитные свойства и строение вещества. Москва, (1955) (стр.326).
7. Bats L. *Proc. Phys. Soc.*, B 69, 997 (1956).
8. Данные Кауфмана и Гордона взяты из работы Бейтса.  
( Bats L., Hughes D. *Proc. Phys. Soc.*, B 67, 28-38 (1954).
9. Фут. Доклад: "Физическая металлургия урана".  
Доклады иностранных ученых на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии "Металлургия ядерной энергетики и действие облучения на материалы". Москва (1956), (стр.89-175).
10. Nichols R.W. *Nucl. Engng.*, 2, 355 (1957).
11. Bridge J., Schwartz C.M., Vaughan D. *Journ. of Met.*, 8, 1282-1285 (1956).
12. Jacob C.W., Warren B.E. *Journ. Am. Chem. Soc.* 59, 2588 (1937).
13. Сергеев Г.Я., Титов В.В., Николаева З.П., Каптельцев А.М., Колобнова Л.И. "Влияние технологии изготовления на структуру и свойства урана".  
Доклад, представленный на Вторую конференцию по мирному использованию атомной энергии. (1958).
14. Pfeil P. C. L. *Journ. Inst. of Met.*, 77, 553-570 (1950).
15. Tucker C.W. *Journ. Inst. of Met.*, 78, 760-762 (1951).
16. Селлер Г. Уран и его сплавы.  
Ядерные реакторы Т.Ш. Материалы для ядерных реакторов, Москва (1957) (стр. 278).
17. См. например, статью Bleiberg M.L., Jones L.J., Lustman B. *Journ. Appl. Phys.*, 27, 1270 (1956).

- 17 -

18. Haltman E.K. *Acta Cryst.*, 10, 166 (1957).
19. Butcher B.R. *Nature*, N4383, 817 (1953).
20. Конобеевский С.Т., Правдюк Н.Ф., Дубровин К.П., Левитский Б.М., Пантелейев Л.Д., Голянов В.М.,  
*Атомная энергия* 4, 33-43 (1958).

-18-

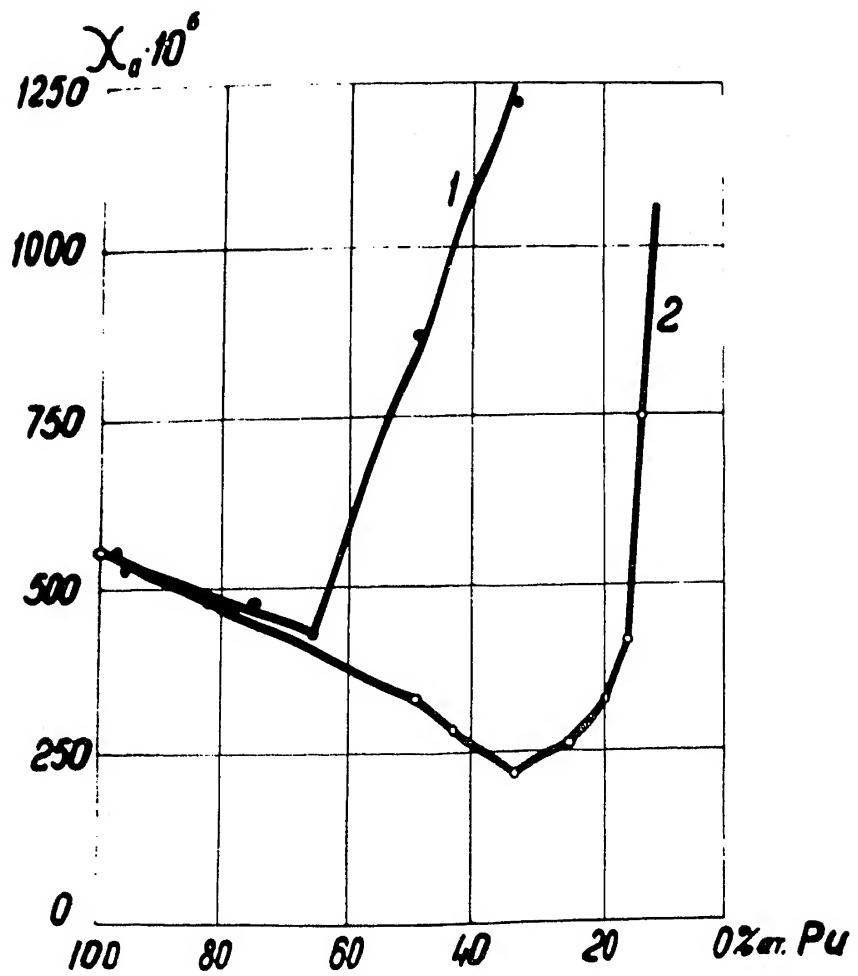


Рис. I. Парамагнитная восприимчивость сплавов плутония с кобальтом (1) и никелем (2) при комнатной температуре

-19-

2857-62

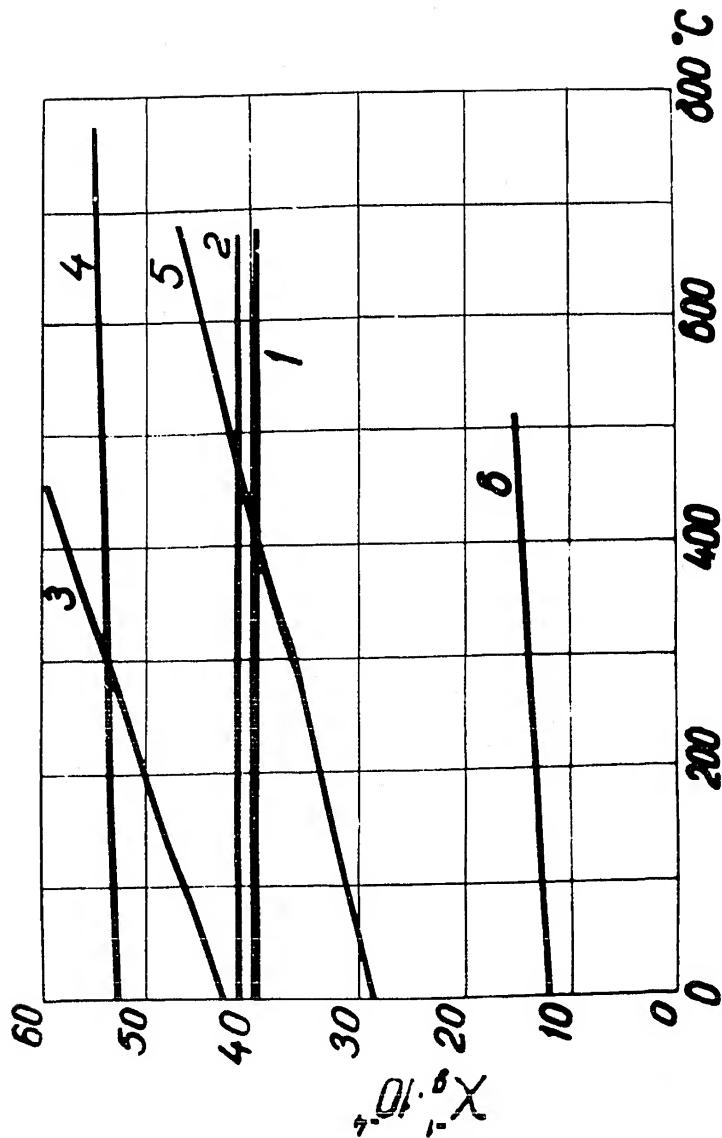


Рис.2. Температурная зависимость парамагнитной восприимчивости некоторых соединений плутония:  
 1 -  $Pu_3CO$ ,  
 2 -  $Pu_2CO$ ,  
 3 -  $PuNi_2$ ,  
 4 -  $PuNi_4$ ,  
 5 -  $PuMn_2$ ,  
 6 -  $Pu_2Ni_2$ ,

-20-

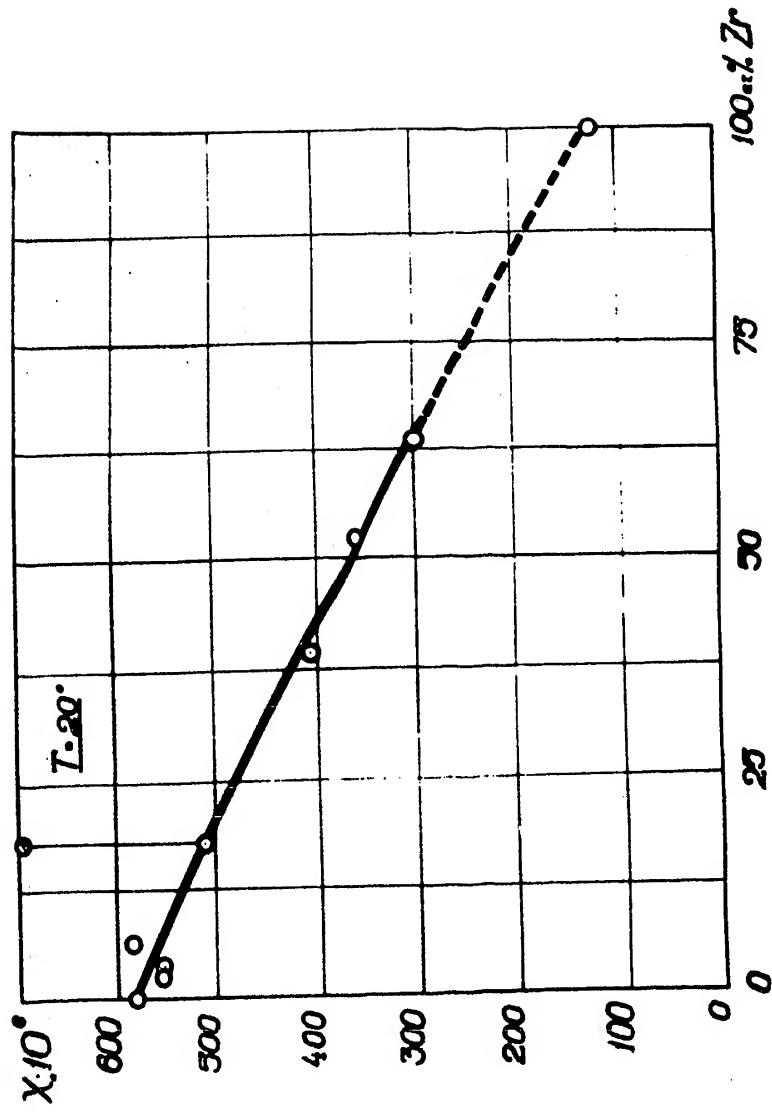


Рис.3. Парамагнитная восприимчивость сплавов плутония с цирконием.  
 О - сплавы со структурой;  $\circ$  - фазы плутония;  $\bullet$  - соединение  $\text{Pu}_6\text{Zr}$ .

250-62

-21-

2851-62

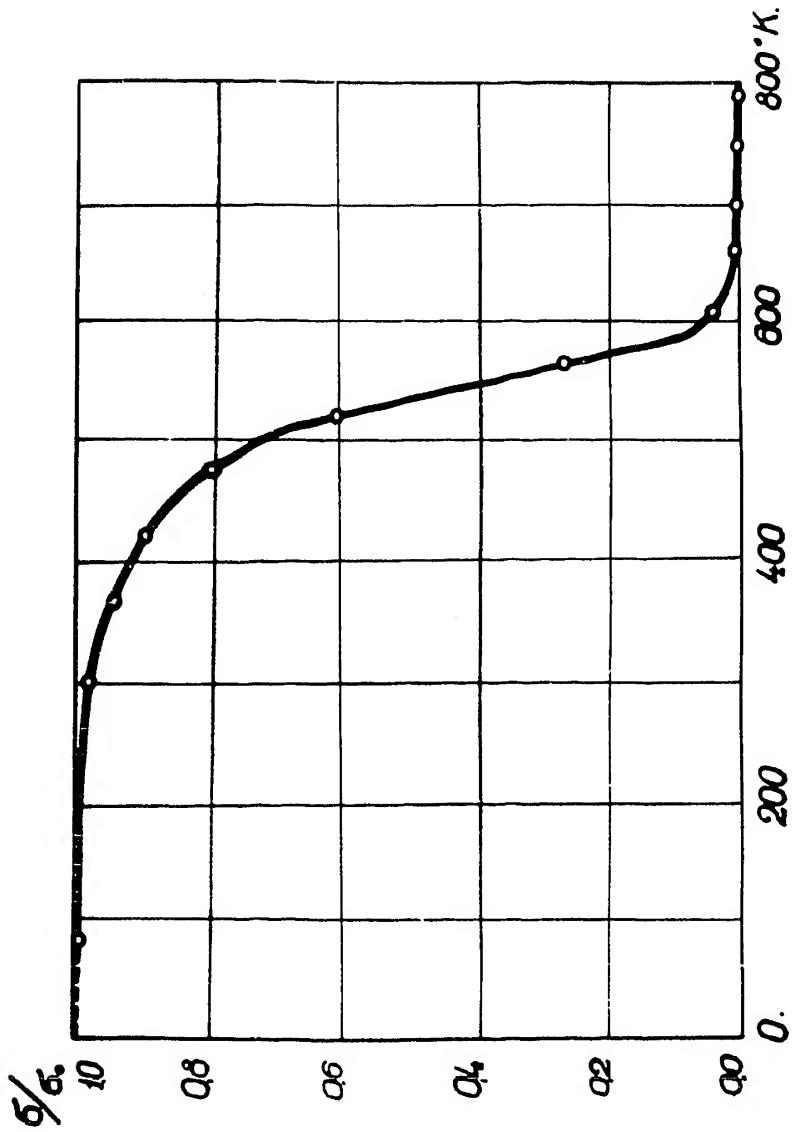
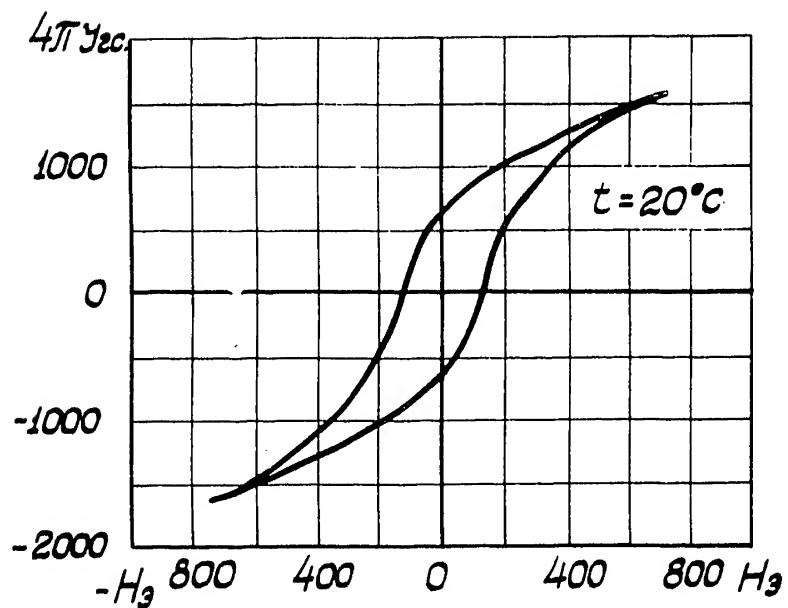
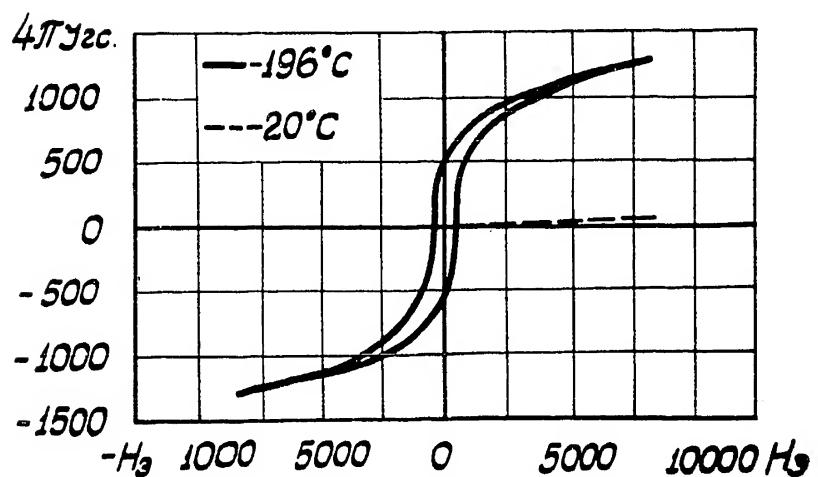


Рис.4. Зависимость намагниченности соединения  $\mu\text{Fe}_2$  от температуры

-33-

Рис.5. Гистерезисная кривая соединения  $\text{RuFe}_2$ 

2857-62

Рис.6. Гистерезисная кривая соединения  $\text{UF}_3\text{Fe}_2$

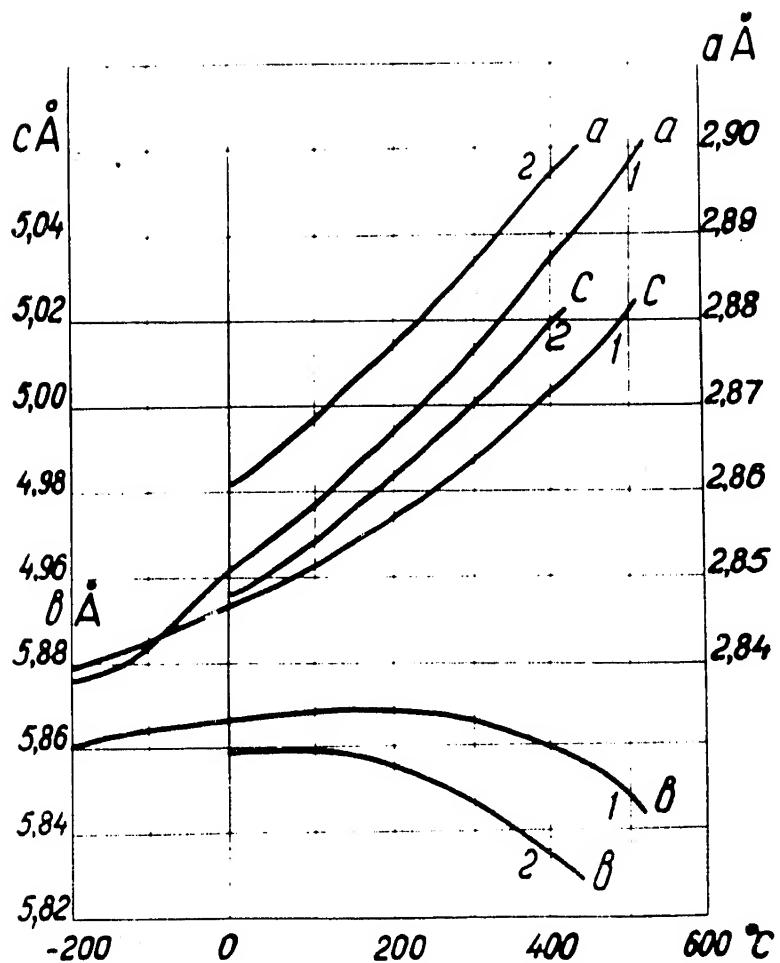


Рис.7. Зависимость осевых периодов решетки  $\alpha$ -урана и  $\alpha'$ -фазы сплава урана с 15% ат.плутония от температуры. 1 -  $\alpha$ -уран, 2 -  $\alpha'$ -фаза сплава урана с 15% ат.плутония

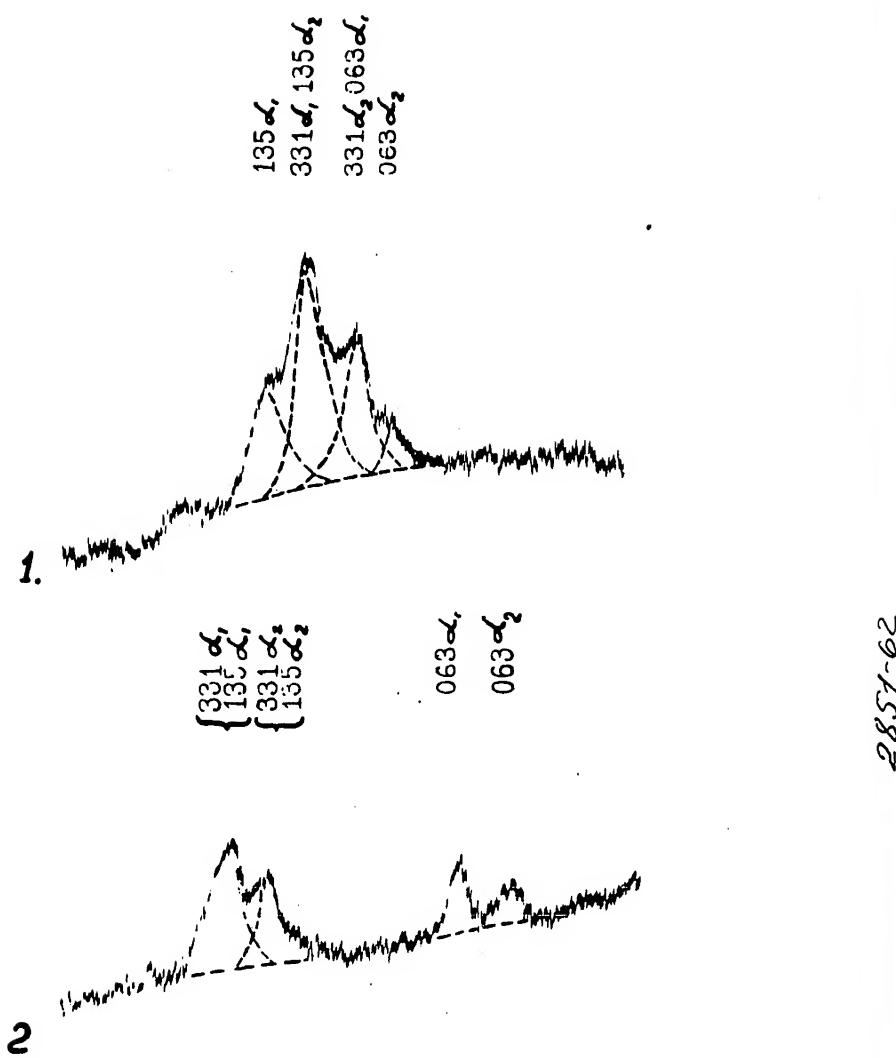
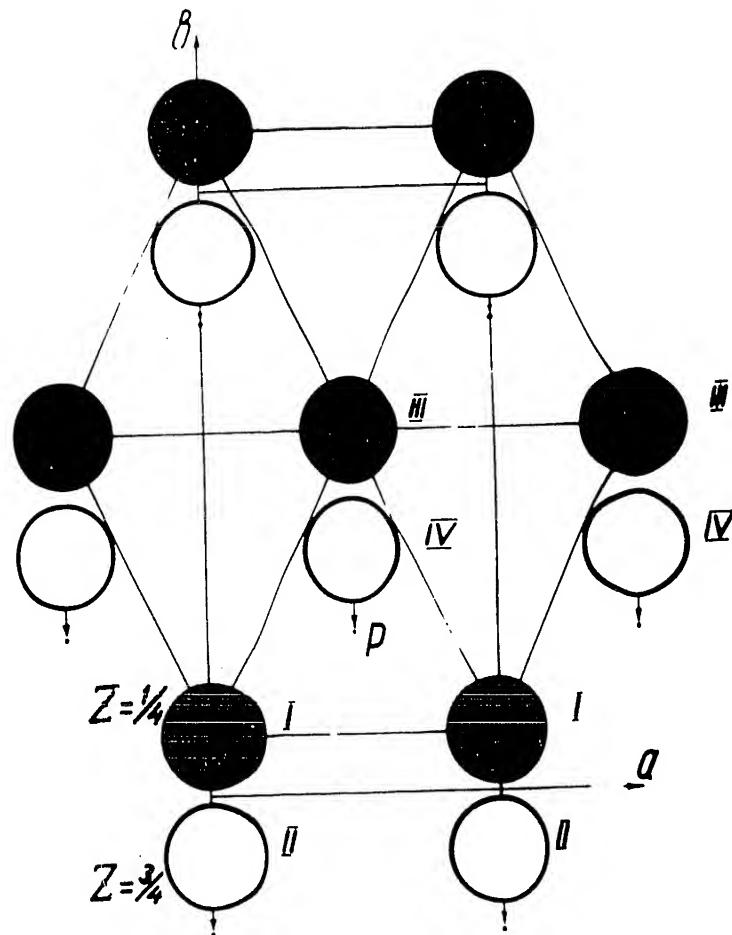
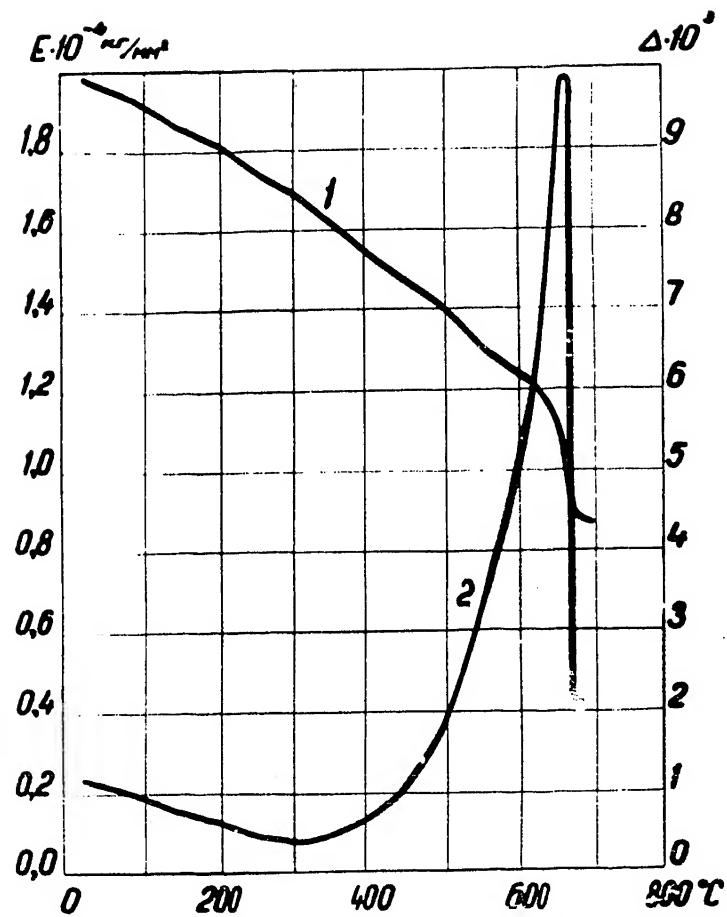


Рис.8. Микрофотометрические кривые, показывающие изменение соотношения интенсивностей дифракционной линии (063) и линий (135) и (331)  $\alpha$ -урана при нагреве от 20 до 500°. 1 - 20°, 2 - 500°

2851-62

Рис.9. Проекция решетки  $\alpha$ -урана на плоскость (001)



2851-62

Рис.10. Зависимость модуля нормальной упругости  
(кривая 1) и внутреннего трения (кривая 2)  
урана от температуры

-25-

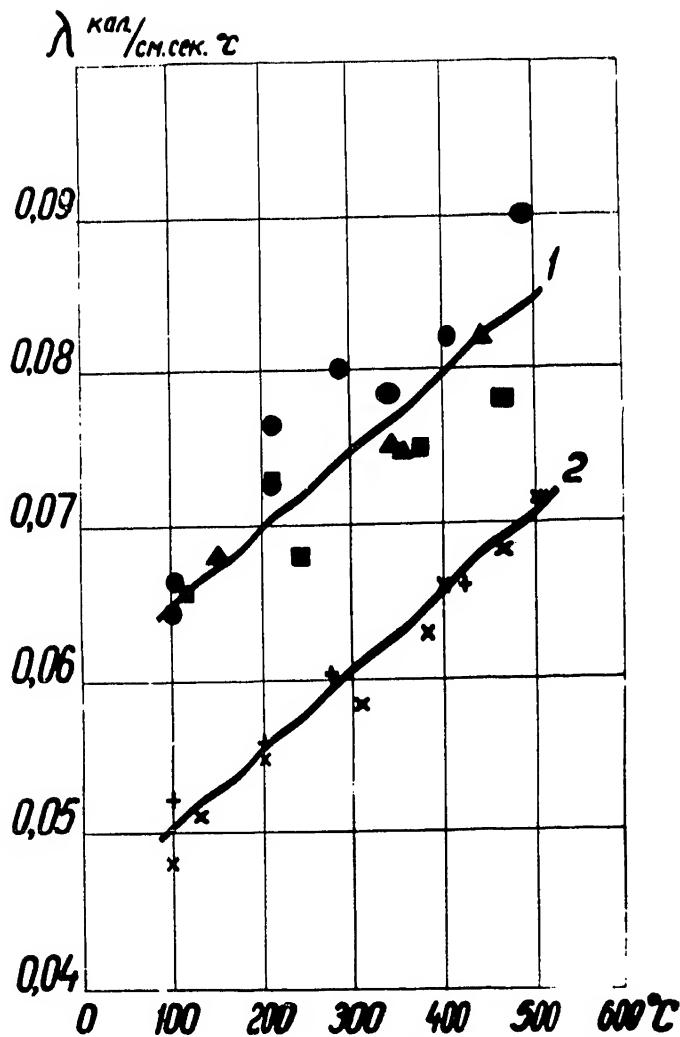


Рис. II. Температурная зависимость теплопроводности  $\alpha$ -урана: 1. ● -литой (99,78% вес. U); ▲ - закаленный с 740° в воду (99,66% вес. U); ■ - металлокерамический, полученный горячим прессованием. Плотность 18,7 (99,9% вес. U). 2. + - металлокерамический, полученный горячим прессованием, Плотность 18,13 (99,6% вес. U и 0,3% вес. O<sub>2</sub>). × - металлокерамический, полученный горячим прессованием. Плотность 18,0 (99,9% вес. U).

28-

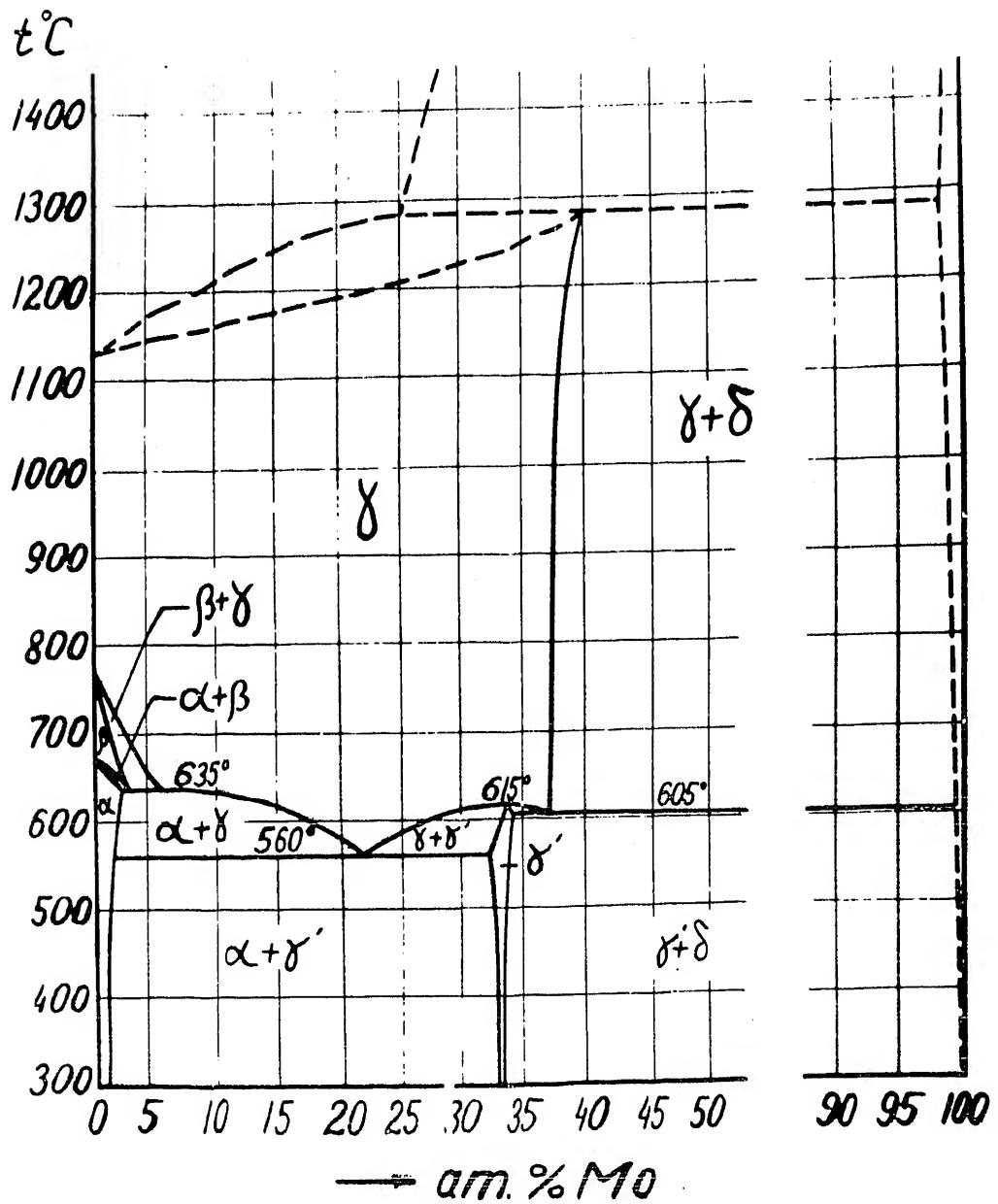
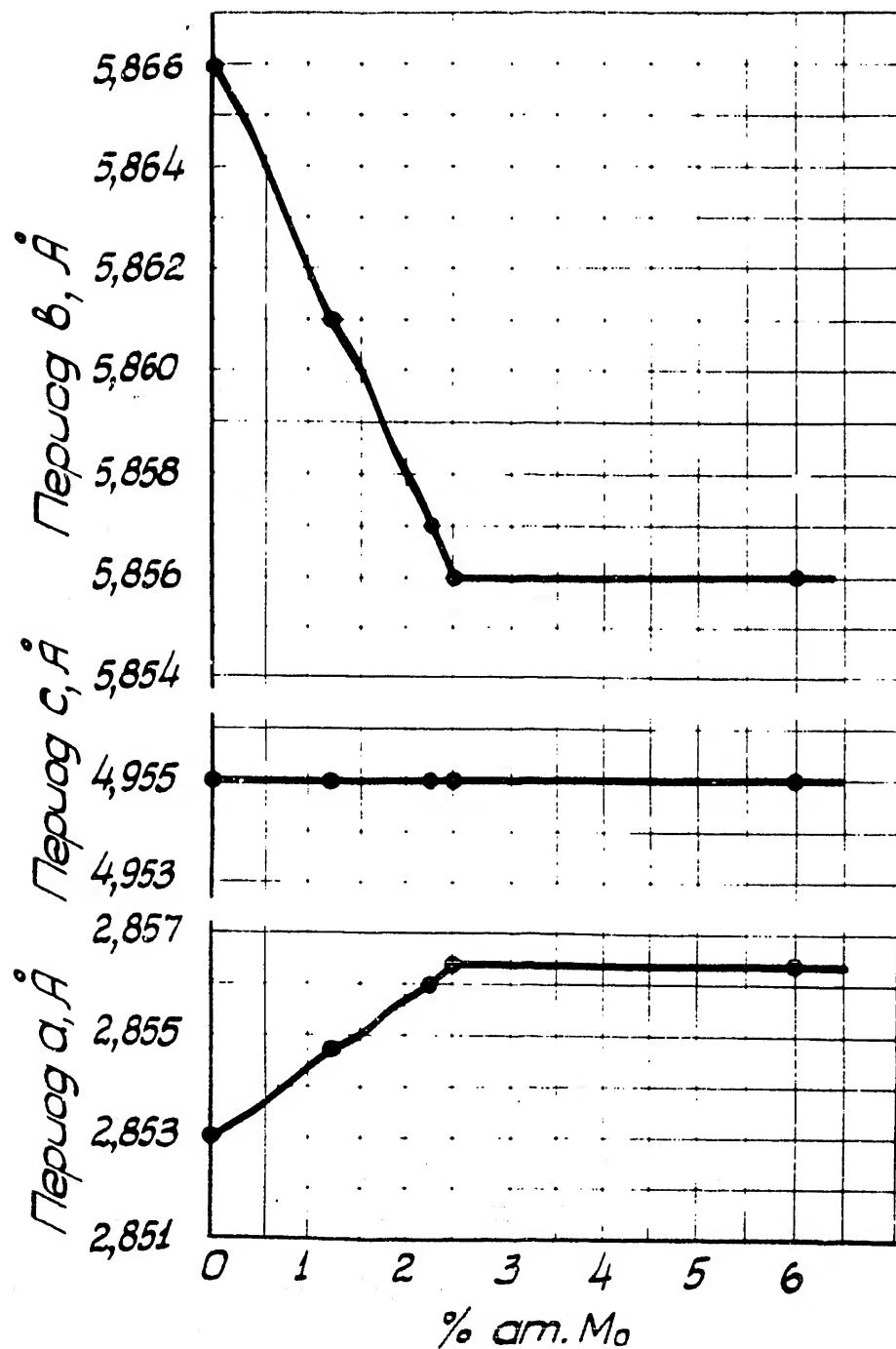


Рис.12. Диаграмма состояния уран-молибден

-29-



Фис. 16. Изменение периодов решетки  $\alpha$ -фазы урана в зависимости от количества растворенного в ней молибдена

-30-

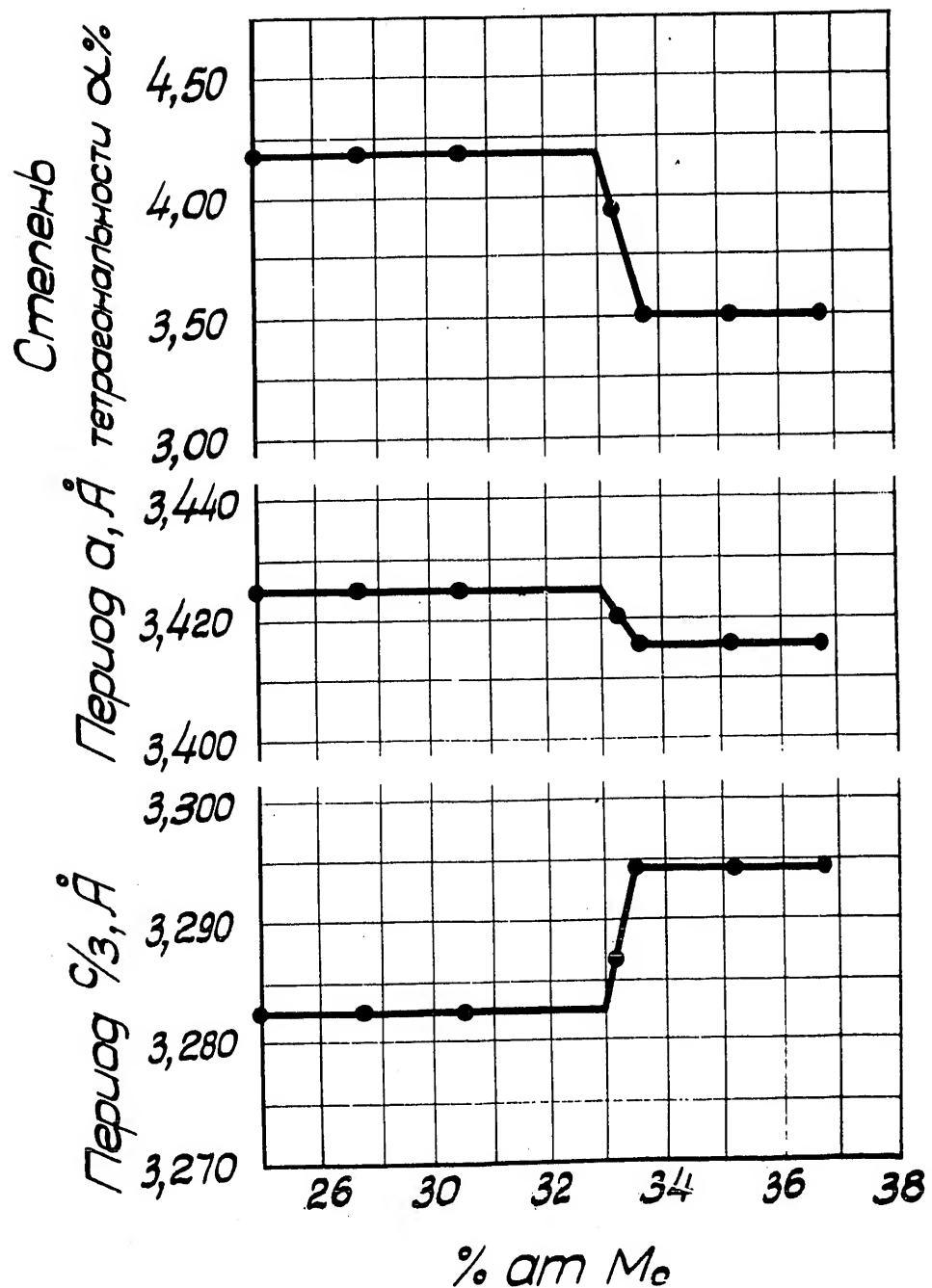


Рис. I4. Изменение периодов решетки  $a$  и  $\frac{c}{3}$  и величины  $\alpha = \frac{a - c/3}{a}$  в зависимости от концентрации молибдена

-31-

2857-62

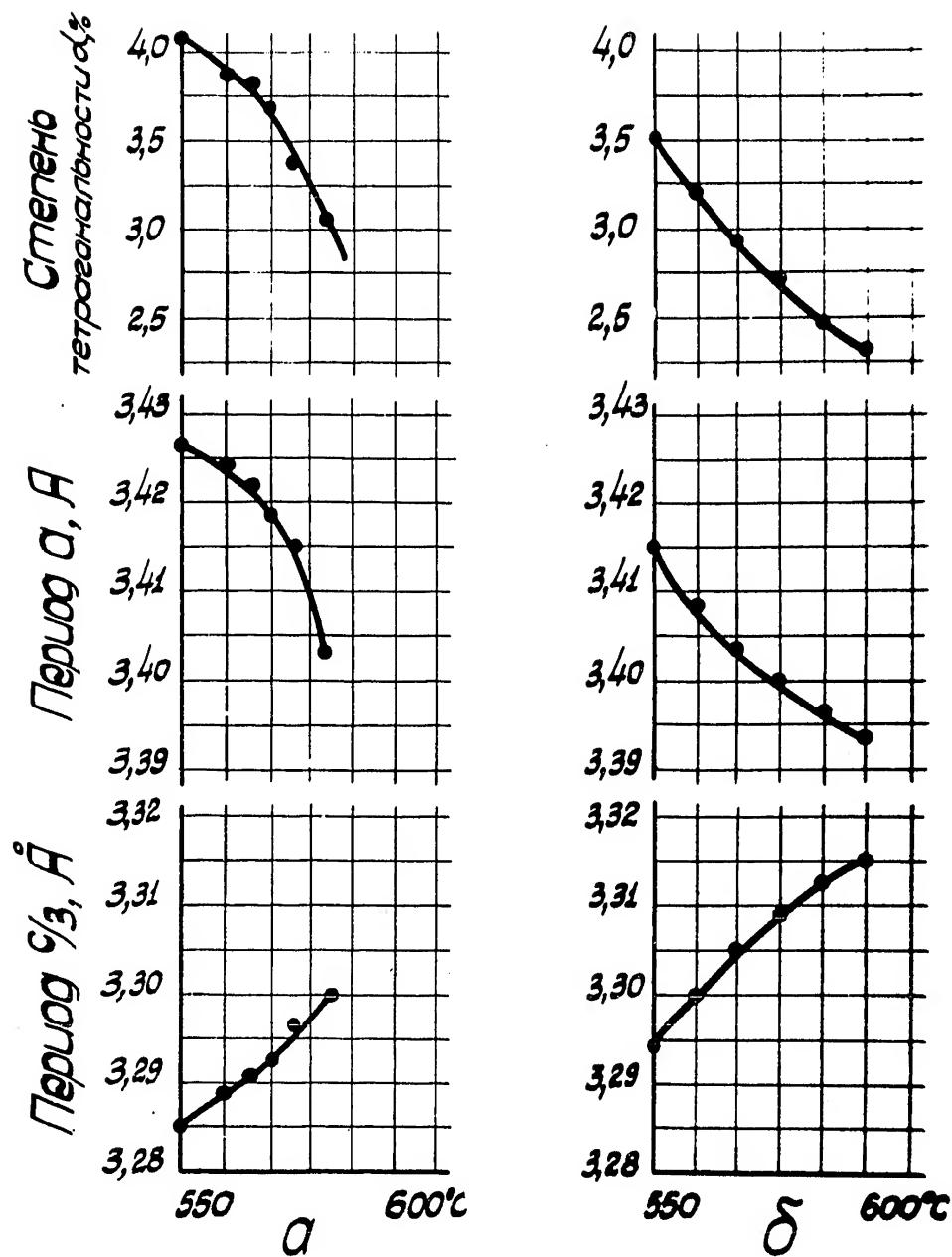


Рис.15. Изменение периодов решетки  $a$  и  $c/3$  и величины  $\alpha = \frac{a - c/3}{a}$  в зависимости от температуры. а) Сплав урана с 14% вес.Мо . б) Сплав урана с 18,0% вес.Мо

-32-

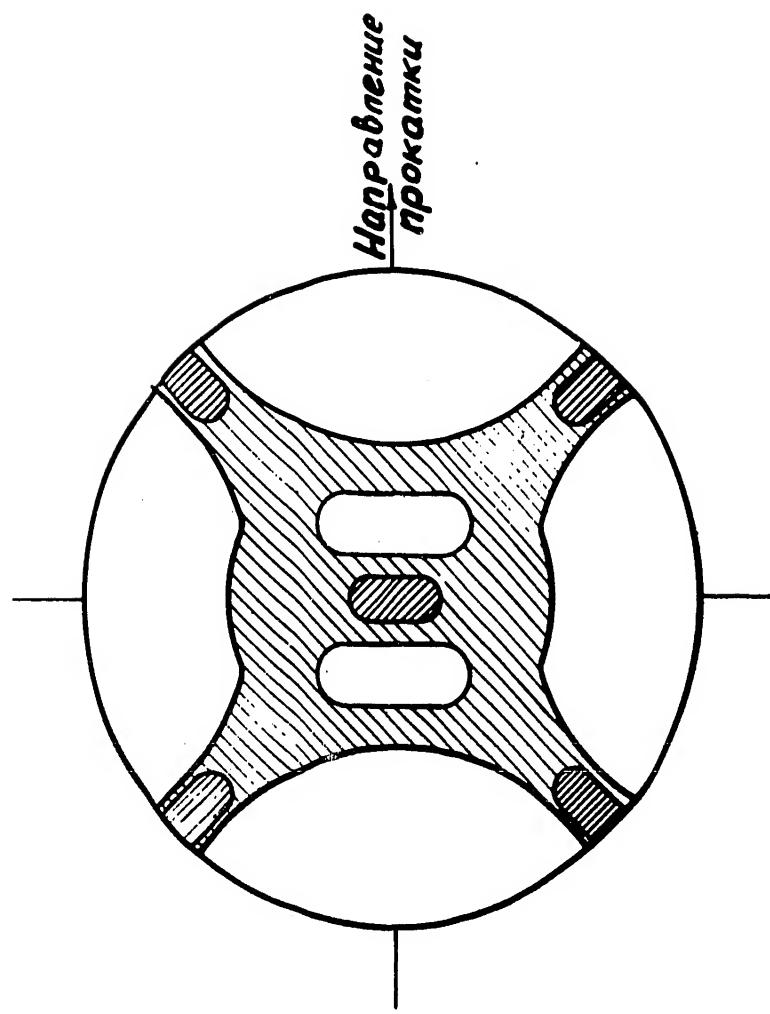


Рис.16. Полисная фигура (001) холоднокатаной фольги сплава урана с 3% вес.молярена

2857-62

-31-

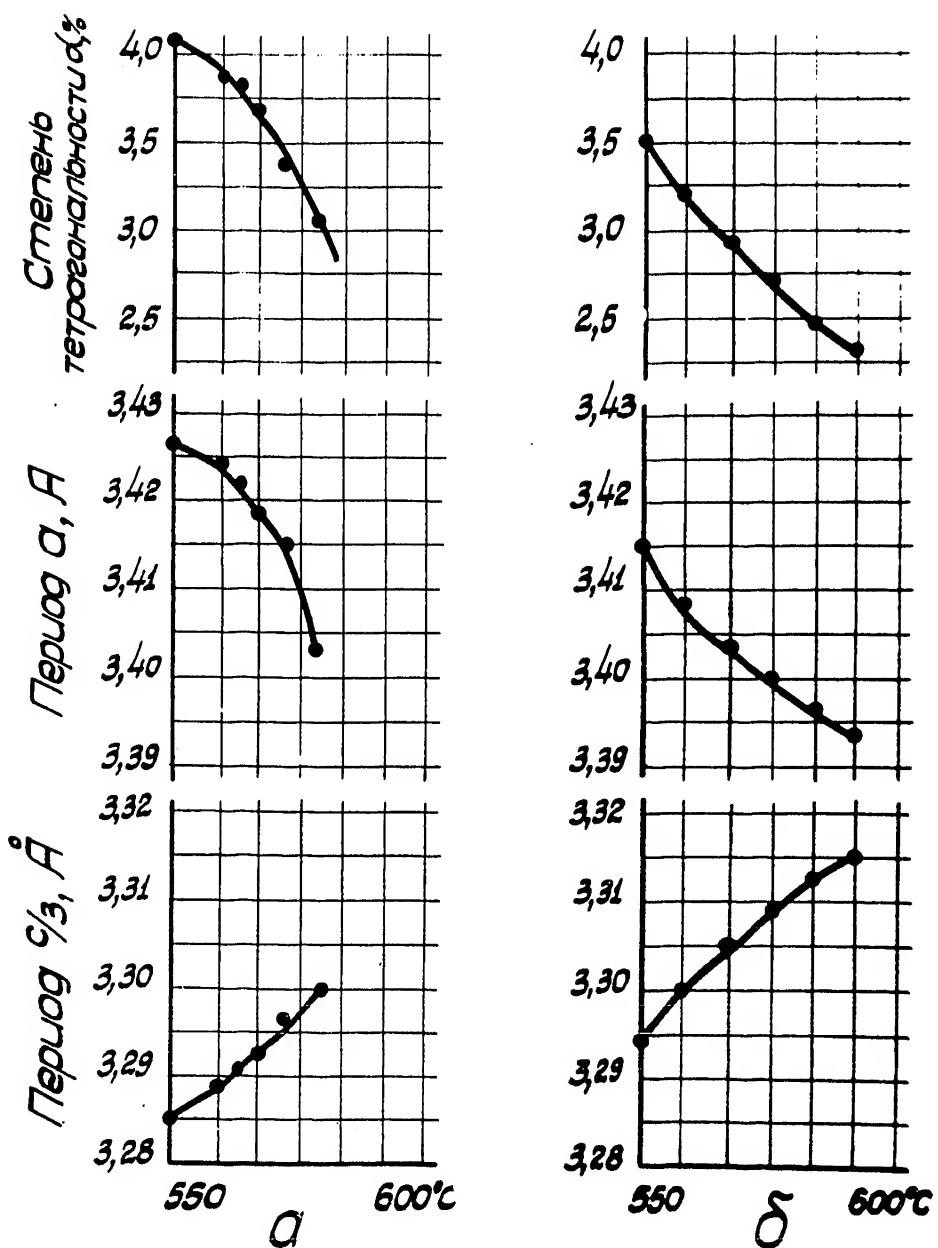


Рис. I.15. Изменение периодов решетки  $a$  и  $c/a$  и величины  $\alpha = \frac{a - c/a}{a}$  в зависимости от температуры. а) Сплав урана с 14% вес.Мо . б) Сплав урана с 18,0% вес.Мо

-88-

2857-62

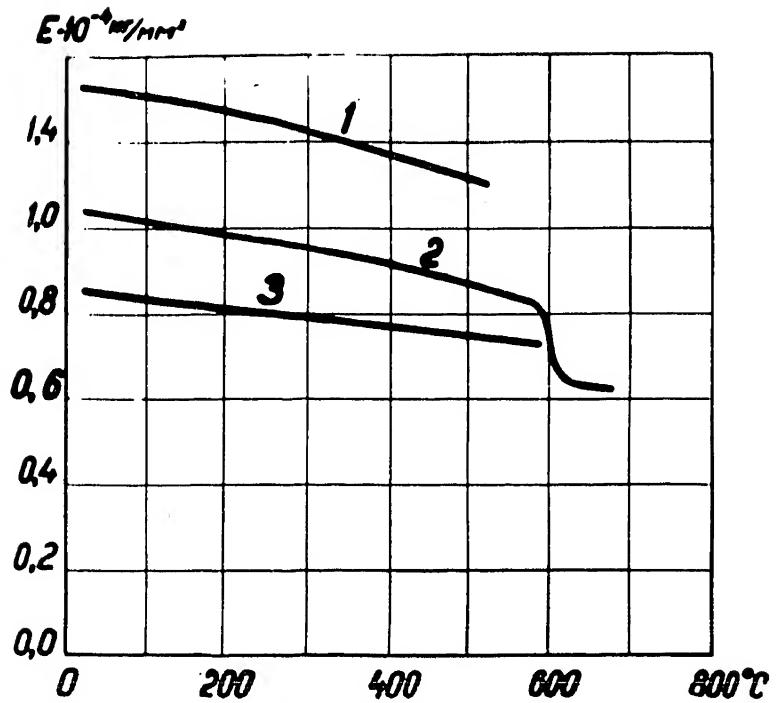


Рис.17. Температурная зависимость модуля нормальной упругости сплава урана с 9% вес.моля молибдена. 1) после отжига при  $500^{\circ}$  в течение 100 час; 2) после отжига при  $520^{\circ}$  в течение II час; 3) после отжига в  $\gamma$ -фазе

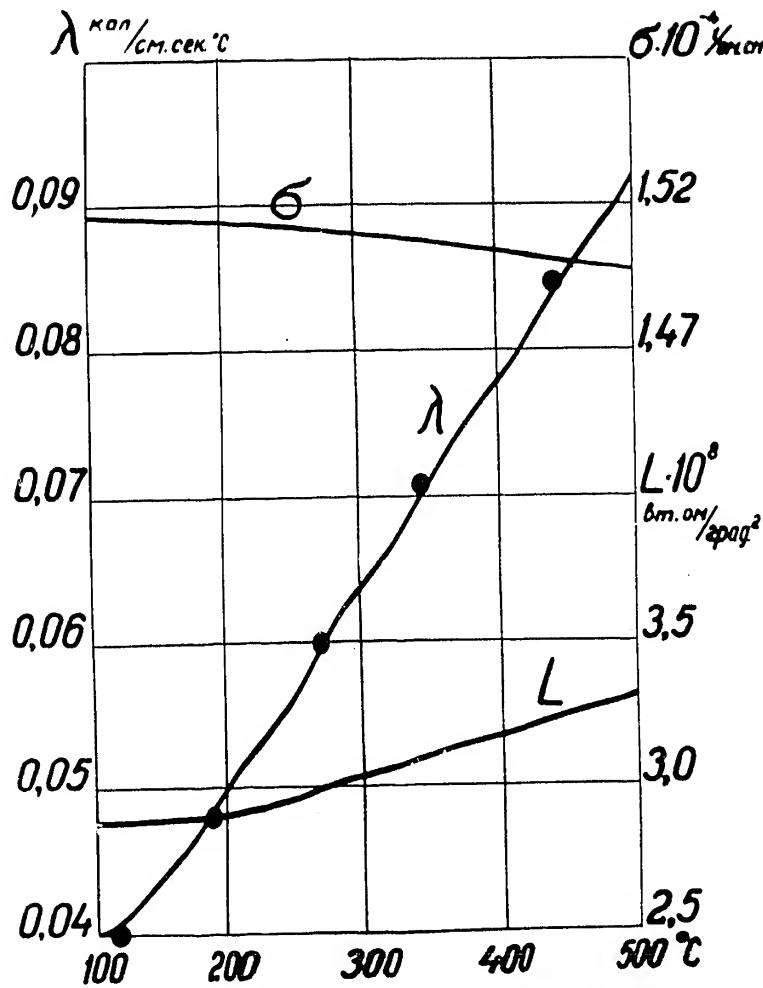


Рис.18. Температурная зависимость теплопроводности  $\delta$ -фазы сплава урана с 9% вес.Мо, отожженного в течение 5 часов при 900°. На рис. показано также изменение электропроводности с температурой (20), и вычисленные по этим данным значения числа Лорентца